

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ  
CENTRO DE TECNOLOGIA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALURGICA E DE MATERIAIS  
CURSO DE ENGENHARIA METALURGICA**

**FRANCISCO EDVAL SAMPAIO DE FREITAS JÚNIOR**

**INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO NA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DE  
UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX**

**FORTALEZA  
2012**

**FRANCISCO EDVAL SAMPAIO DE FREITAS JÚNIOR**

**INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO NA TEXTURA CRISTALOGRÁFICA DE  
UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX**

Monografia submetida à coordenação do curso de Engenharia Metalúrgica, da Universidade Federal do Ceará, como requisito para obtenção do grau de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada \_\_/\_\_/\_\_\_\_\_

**BANCA EXAMINADORA**

---

Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu (Orientador).  
Universidade Federal do Ceará

---

Prof. Dr. Francisco Nélio Costa Freitas  
Instituto Federal do Ceará

---

Prof. Dr. Ricardo Emílio F. Quevedo Nogueira  
Universidade Federal do Ceará

*“A dúvida é o princípio da sabedoria.”*

Aristóteles

## AGRADECIMENTOS

A minha mãe Maria das Dores de Freitas, minha heroína e exemplo de vida, que com seu amor, carinho e dedicação me faz querer sempre progredir.

Aos meus irmãos Lamec Sampaio de Freitas e Mariana Sampaio de Freitas, fiéis amigos, que estiveram sempre ao meu lado facilitando a minha caminhada.

Ao meu pai Francisco Edval Sampaio de Freitas, *in memoriam*, pelo carinho, amor e lições de vida deixadas. Saudades.

A minha noiva Aline Cavalcante Silva Cardozo, que com seu amor e atenção me deu foco na vida.

Aos amigos Francisco Diego, Frank Webston, João Rodrigues, Paulo Marcelo, Thiago Ferreira, Victor Torquato, Ronald Alexandre, Márcio Lobo, Mozart Queiroz, Lucas Thé e a todos outros colegas de faculdade pela saudosa convivência ao longo desta jornada.

Aos amigos do ENGESOLDA e do LACAM, em especial Neuman Filho, Gilberto Pereira e Nathanael Wagner pela ajuda neste trabalho.

Aos ex-colegas de trabalho da TELUZ Indústria, em especial Rafael Azevedo, Reginaldo Azevedo e Júnior Azevedo pelos ensinamentos.

Aos colegas de trabalho da Aço Cearense Indústria, em especial Michel Costa, Carlos Renildo, Reges Silva, Wescler Souza, Everaldo Candido e Ronaldo Matos pelos ensinamentos.

Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, pela imensa paciência, conselhos, ensinamentos e orientação ao longo deste trabalho e do curso.

Aos professores Hélio Miranda, Marcelo Ferreira, Cleiton Silva, Willys Machado, Marcelo José, Ricardo Emílio, Nélio Freitas, Elineudo Pinho e Walmick Vieira pelos valiosos conhecimentos passados com seriedade e dedicação ao longo do curso.

## RESUMO

Este trabalho analisa a evolução da textura cristalográfica do aço inoxidável duplex UNS S31803, quando submetido à laminação a frio com redução em sua espessura de 10 e 30%. A textura cristalográfica foi determinada pelo cálculo das funções de distribuição de orientação cristalográfica (FDOC). Para a fase ferrítica foi analisada a seção de  $\varphi_2=45^\circ$  e para a fase austenítica foram analisadas as seções de  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$ . Foi observada também a microestrutura característica do aço inoxidável duplex UNS S31803 como recebido e comparado com as amostras laminadas e deformadas em 10 e 30%. Os resultados mostraram que houve um aumento de intensidade de orientações tanto na ferrita quanto na austenita para deformações de 10%, e que ocorreu uma redução na intensidade dessas orientações para deformações de 30%.

**Palavras-Chave: Textura Cristalográfica, Aço Inoxidável Duplex, FDOC.**

## **ABSTRACT**

This work analyses the texture crystallographic evolution of the UNS S31803 duplex stainless steel cold rolled with reduction of 10 and 30%. The texture crystallographic was determined by Orientation Distribution Function (ODF). For the ferritic phase was analyzed section  $\varphi_2= 45^\circ$  and the austenitic phase were analyzed sections of  $\varphi_2= 0^\circ$  and  $\varphi_2= 45^\circ$ . The microstructure was also observed characteristic of duplex stainless steel UNS S31803 as received and compared with the laminated and deformed in samples 10 and 30%. The results showed an increase in intensity in both directions of the austenite to ferrite and 10% deformation, and that there was a reduction in the intensity of these guidelines for deformation of 30%.

**Key-words: Texture Crystallographic, Duplex Stainless Steel, FDOC.**

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Microestrutura típica de um aço inox duplex UNS S31803 X400 [2].....	12
Figura 2 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L [4]. ....	14
Figura 3 – Distribuição aleatória dos cristais (sem textura) [6]. ....	15
Figura 4 – Distribuição dos cristais de forma preferencial (com textura) [6]. ....	15
Figura 5 – Geometria de reflexão da técnica de difração de raios-X [9]. ....	17
Figura 6 – Figura de pólo {111} de alumínio laminado a frio com redução de 97%, com a definição dos ângulos $\alpha$ e $\beta$ na figura de pólo. As densidades de orientação são dadas pelas linhas de isovalor [9]. ....	17
Figura 7 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge [11]. ....	18
Figura 8 – Função distribuição de orientação dos cristalitos ou grãos em uma amostra policristalina [11]. ....	18
Figura 9 – Ábacos de $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para interpretar as FDOC's em termos de ângulos de Euler e índices (hkl) [uvw] [12]. ....	19
Figura 10 – Tubo do CFC laminado a frio em 3D no espaço de Euler [12]. ....	21
Figura 11 – (a) Seção de $\varphi_2=45^\circ$ com as fibras clássicas do sistema cúbico; (b) Seção de $\varphi_2=45^\circ$ mostrando os nomes de orientações clássicas do sistema cúbico [12]. ....	22
Figura 12 – FDOC's do UNS S31803 como recebido a) seção $\varphi_2=0^\circ$ para a fase Austenítica; b) seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Austenítica e c) seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Ferrítica [15]. ....	22
Figura 13 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 como recebido.....	25
Figura 14 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 deformado 10%. ....	26
Figura 15 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 deformado 30%. ....	26

Figura 16 – FDOC da seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Ferrítica deformada 10%. .....	27
Figura 17 – FDOC da seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Ferrítica deformada 30%. .....	28
Figura 18 – FDOC da seção $\varphi_2=0^\circ$ para a fase Austenítica deformada 10%. .....	29
Figura 19 – FDOC da seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Austenítica deformada 10%. .....	30
Figura 20 – FDOC da seção $\varphi_2=0^\circ$ para a fase Austenítica deformada 30%. .....	31
Figura 21 – FDOC da seção $\varphi_2=45^\circ$ para a fase Austenítica deformada 30%. .....	31

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas [3]. .....	13
Tabela 2 – Composição química do aço inoxidável duplex UNS S31803.....	23

# SUMÁRIO

1 – Introdução e Objetivo .....	11
2 – Revisão Bibliográfica .....	12
2.1 – Aços Inoxidáveis Duplex.....	12
2.2 – Textura Cristalográfica .....	14
2.2.1 - Representação da Textura Cristalográfica.....	16
2.2.2 – Determinação da Textura Cristalográfica .....	19
2.3 – Texturas em Aços Inoxidáveis Duplex .....	20
3 – Materiais e Métodos .....	23
3.1 – Material.....	23
3.2 – Metodologia .....	23
3.2.1 – Processo de Laminação.....	23
3.2.2 – Metalografia.....	23
3.2.3 – Análise da Textura .....	24
4 – Resultados e Discussão.....	24
4.1 – Microscopia Óptica .....	24
4.2 – Influência da Deformação na textura do aço inoxidável duplex.....	27
4.2.1 – Fase Ferrítica .....	27
4.2.2 – Fase Austenítica .....	29
5 – Conclusões.....	32
6 – Sugestões para Trabalhos Futuros.....	33
7 – Referências Bibliográficas .....	33

## 1 – Introdução e Objetivo

Aços inoxidáveis duplex são de grande importância, pois são bastante utilizados em indústrias de ponta, como indústrias químicas, petrolíferas, de geração de energia e também de papel e celulose, entre outras. O uso desses aços deve-se à sua excelente resistência à corrosão, alta resistência e boa tenacidade. O aço inoxidável duplex mais conhecido é o UNS S31803 (ou SAF 2205), aplicados principalmente em evaporadores, dutos e tanques de condução e armazenamento de material corrosivo. A composição química típica desse material é 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo, 0.15% N e 0.02% C. Com relação às propriedades mecânicas o duplex ocupa uma posição de destaque entre os aços inoxidáveis, pois possui um limite de resistência à tração de 770 MPa, limite de escoamento próximo de 515 MPa e alongamento em 50mm de 32%. A textura cristalográfica é um dos fatores que afetam a anisotropia das propriedades mecânicas dos aços. Por isso estudos têm sido realizados para analisar a influência de ambas as fases na formação da textura de deformação.

O objetivo deste trabalho é analisar o desenvolvimento da textura de deformação em um aço inoxidável duplex UNS S31803 laminado a frio com redução da espessura de 10% e 30%. Para isso, o estudo da textura foi realizado por difração de raios-x, e a sua representação foi obtida com o uso da função de distribuição de orientações cristalinas (FDOC), e a sua microestrutura foi analisada por microscopia óptica.

## 2 – Revisão Bibliográfica

### 2.1 – Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são materiais com microestrutura bifásica, composta por uma matriz ferrítica e ilhas de austenita, com frações volumétricas de aproximadamente 50% de cada fase. São baseados no sistema Fe-Cr-Ni. Estes aços são tipicamente ligas Cr (de 20 a 30%) – Ni (de 5 a 10%), com teores muito baixos de carbono (menores do que 0,03%) e podem ter adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio, e cobre.

A microestrutura dos aços inoxidáveis duplex pode ser obtida através do balanceamento dos elementos de liga e de tratamento termomecânico [1]. O balanceamento dos elementos de liga, nos aços inoxidáveis duplex tem, por objetivo, controlar os teores de elementos estabilizadores de austenita, tais como níquel, carbono, nitrogênio e de elementos estabilizadores da ferrita, como cromo, molibdênio e silício. Esses elementos constituem a composição química dos aços inoxidáveis duplex. O tratamento termomecânico é, usualmente, realizado em temperaturas entre 1000 e 1250°C. Nessa faixa de temperatura, os aços inoxidáveis apresentam um comportamento muito próximo do equilíbrio estável e metaestável, produzindo uma estrutura lamelar com grãos alongados na direção de laminação e composta por uma matriz ferrítica com ilhas de austenita, sendo de aproximadamente 35-55% de ferrita e 45-65% de austenita, conforme ilustra a figura 1 abaixo.

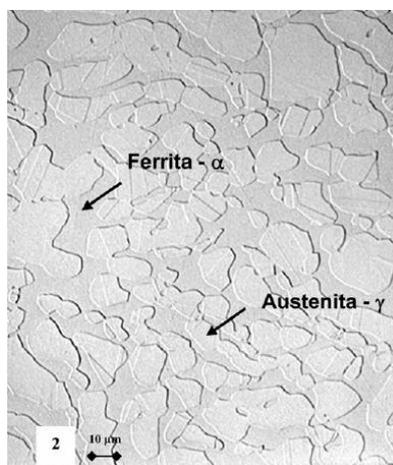


Figura 1 – Microestrutura típica de um aço inox duplex UNS S31803 X400 [2].

A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas. Os aços inoxidáveis duplex apresentam elevado limite de escoamento, na ordem de duas vezes o valor dos aços austeníticos. Além disso, apresentam um alongamento mínimo em torno de 25% [2].

O comportamento mecânico dos aços inoxidáveis duplex está intimamente relacionado com a característica de cada fase, por isso o balanceamento entre as frações volumétricas de austenita e ferrita deve estar próximo de 50% para cada uma das fases, a fim de se maximizar as propriedades mecânicas.

A tabela 1 compara as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com os aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 1 – Comparação entre as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis de microestrutura duplex com as ligas austeníticas [3].

<b>AISI/ UNS</b>	<b>Resistência ao escoamento MPa</b>	<b>Resistência à tração MPa</b>	<b>Alongamento Mínimo, %</b>	<b>Dureza Vickers</b>	<b>Microestrutura</b>
304L	210	515-680	45	155	Austenita
316L	220	515-690	40	160	Austenita
S 32304	400	600-820	25	230	Duplex
S31803	450	680-880	25	260	Duplex
S32750	550	800-1000	25	290	Duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição da ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita da ordem de 40%, obtém-se prevenção efetiva do crescimento de trincas [1]. Dessa forma, a orientação e a morfologia da estrutura dos duplex são importantes na avaliação da tenacidade. Resultados de ensaios de impacto demonstram que os aços duplex possuem boa tenacidade.

A figura 2 abaixo ilustra os resultados obtidos no ensaio de impacto para a liga 316L, bem como para três qualidades duplex: UNS S32304 (SAF 2304), UNS S31803 (SAF 2205) e UNS S32750 (SAF 2507). Nota-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os duplex está em torno de -50°C, enquanto que a liga 316L não apresenta esse fenômeno. A transição dúctil-frágil dos duplex é característica da fase ferrítica.

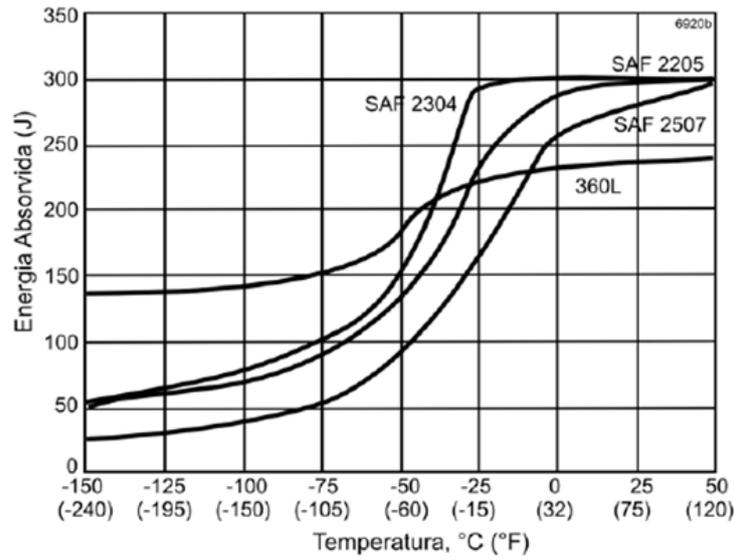


Figura 2 – Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e 316L [4].

## 2.2 – Textura Cristalográfica

Os materiais policristalinos são constituídos de pequenos cristais, denominados grãos ou cristalitos, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. A grande maioria dos materiais policristalinos existentes tem grãos com tamanho médio na faixa de 10µm a 1mm. Os materiais trabalhados apresentam tamanhos de grão em uma faixa ainda mais estreita: 10 a 100 µm. Portanto, as peças e componentes policristalinos são constituídas de um enorme número de grãos. Por exemplo, um corpo de prova de tração típico pode conter cerca de  $10^{10}$  grãos. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos.

Cada grão em um agregado policristalino tem orientação cristalográfica diferente da dos seus vizinhos. As diferenças de orientação são habitualmente

da ordem de dezenas de graus. Consideradas de modo global, as orientações de todos os grãos podem estar concentradas, em maior ou menor escala, ao redor de alguma ou de algumas orientações particulares. Nesta última condição, o agregado policristalino apresenta orientação preferencial ou textura cristalográfica. Assim, a textura pode ser genericamente definida como uma condição na qual a distribuição de orientações dos grãos de um policristal não é aleatória [5]. Algumas vezes utiliza-se a expressão textura aleatória para significar ausência de orientação preferencial. Nas figuras 3 e 4 pode-se observar de forma mais clara a distribuição que o agregado cristalino pode assumir, ou seja, a total aleatoriedade ou a ocorrência de textura no mesmo.

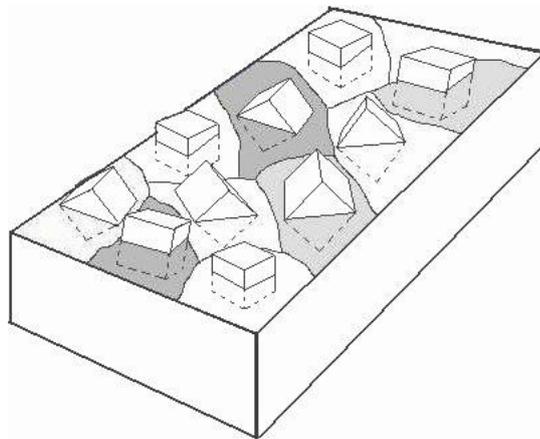


Figura 3 – Distribuição aleatória dos cristais (sem textura) [6].

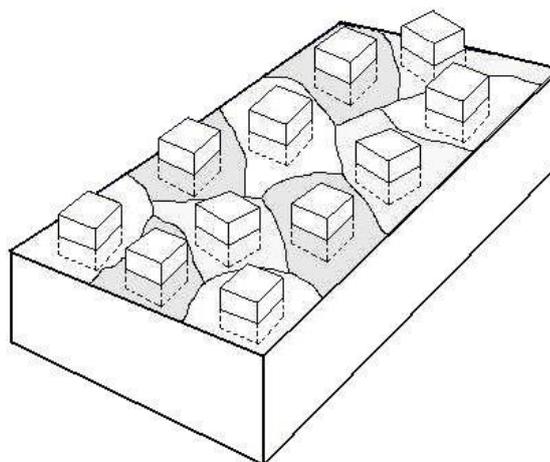


Figura 4 – Distribuição dos cristais de forma preferencial (com textura) [6].

Finalmente, é importante destacar que a textura não se refere à forma dos grãos, mas sim à forma como a rede cristalina desses grãos são arranjadas. A presença ou ausência de textura não pode ser inferida a partir da forma dos grãos. Por exemplo, grãos alongados (não equiaxiais) não indicam necessariamente presença de textura cristalográfica. Um processo que introduz textura em um material pode ou não levar à existência de grãos alongados (não equiaxiais) [7].

### **2.2.1 - Representação da Textura Cristalográfica**

Vários métodos são usados para representar a textura de um material policristalino. Em todos os métodos, é necessário que as orientações cristalinhas presentes no material sejam determinadas de algum modo. A difração de raios-X é um modo que, através das frações volumétricas associadas a uma dada orientação cristalina nos dá uma ideia da textura presente. A natureza e o grau de orientações preferenciais dos cristais em materiais texturados são difíceis de descrever e representar claramente, desta forma, meios convenientes de apresentar tais resultados no estudo de metais tem-se a partir de uma adaptação da projeção estereográfica de um monocristal, denominada figura de pólo. A figura de pólo é um mapa de distribuição estatística de determinados planos  $\{hkl\}$  de uma amostra policristalina. Tal artifício descreve a direção da orientação cristalográfica preferencial de forma facilmente compreendida, e assim prevê uma forma gráfica da textura de um metal [8]. O princípio da medição de figuras de pólos por meio da técnica de difração de raios-x é baseado na lei de Bragg para reflexão de radiação, raios-X ou nêutrons, para planos atômicos da rede cristalina [9]. O corpo de prova é posicionado de forma a fazer coincidir o sistema de coordenadas da projeção com eixos macroscópicos particulares desse corpo, e projetando estereograficamente as direções e planos cristalográficos dos cristais segundo as suas orientações preferenciais. A observação e o registro das distribuições de intensidade permitem traçar a figura de pólo, ao redor de cada pólo geométrico apresentado na projeção estereográfica, e correspondente a uma posição de máxima intensidade, ou seja, curvas de níveis fechadas com indicação de

valores de intensidade também chamadas de curvas de isovalor. As figuras 5 e 6 mostram respectivamente um esquema, denominado goniômetro, da técnica de medição de figuras de pólos e um exemplo de uma figura de pólo.

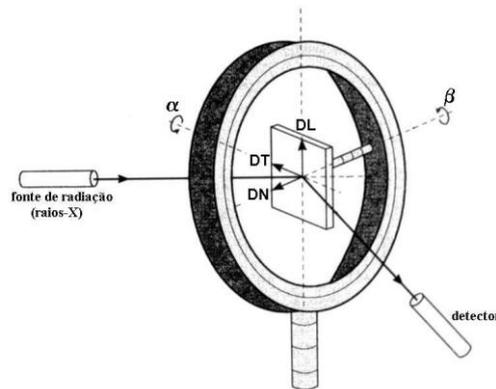


Figura 5 – Geometria de reflexão da técnica de difração de raios-X [9].

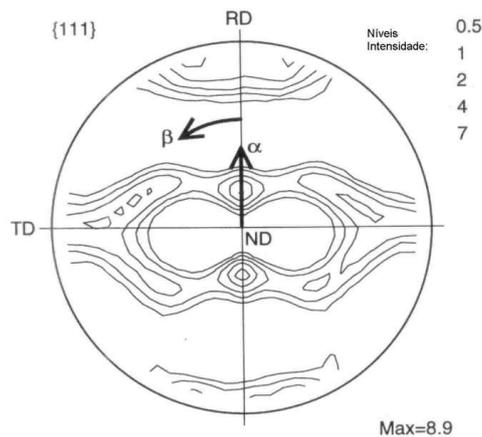


Figura 6 – Figura de pólo  $\{111\}$  de alumínio laminado a frio com redução de 97%, com a definição dos ângulos  $\alpha$  e  $\beta$  na figura de pólo. As densidades de orientação são dadas pelas linhas de isovalor [9].

A descrição da textura com o auxílio de figuras de pólos diretas é bastante útil, mas as informações que estas contêm são incompletas ou semiquantitativas, já que apenas os planos  $\{hkl\}$  difratados pelo material são representados. Uma descrição mais completa da textura deve incluir informação sobre a distribuição das orientações dos cristais dadas por um plano e uma direção:  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ , e a fração volumétrica de cada orientação

presente. Este tipo de representação pode ser obtido com o auxílio da Função de Distribuição de Orientações Cristalinas (FDOC).

Estas funções especificam a frequência de ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional. Este espaço é definido por três ângulos de Euler, os quais constituem um conjunto de três rotações consecutivas que precisam ser aplicadas a cada cristalito para tornar o seu eixo cristalográfico  $\langle 100 \rangle$  coincidente com o eixo da amostra ou corpo de prova. Existem dois sistemas de notação para os ângulos de Euler. Usaremos o proposto por Bunge [10], que utiliza os ângulos  $\varphi_1$ ,  $\Phi$  e  $\varphi_2$ . A figura 7 abaixo ilustra a notação de Bunge.

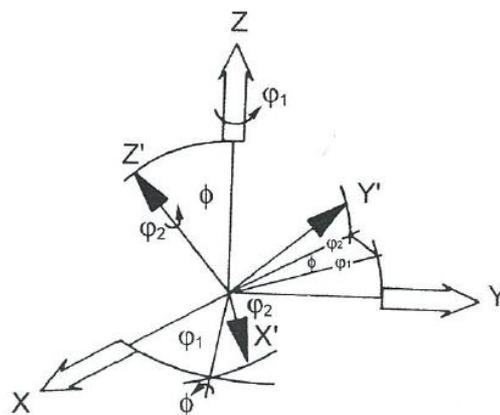


Figura 7 – Definição dos ângulos de Euler segundo Bunge [11].

A função de distribuição de orientação, representada em função dos ângulos de Euler ( $\varphi_1$ ,  $\Phi$  e  $\varphi_2$ ), os quais representam as rotações necessárias que o sistema de coordenadas da amostra, ou seja, direção de laminação, transversal e normal, coincida com o do cristal. (vide figura 8).

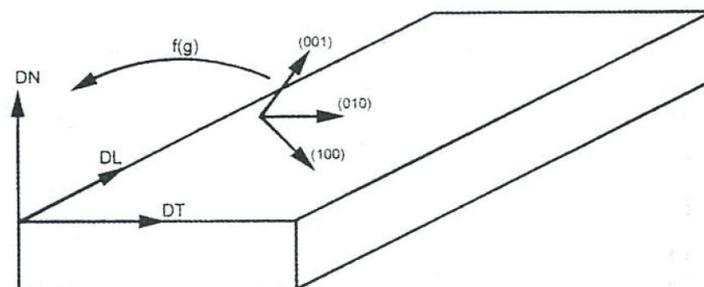


Figura 8 – Função distribuição de orientação dos cristallitos ou grãos em uma amostra policristalina [11].

Esta função de distribuição de orientações não pode ser medida diretamente, e deve ser calculada por meio de figuras de polo. Neste trabalho será utilizado o método direto, conhecido como ADC (Células Arbitrariamente Definidas) que calcula a FDOC diretamente no espaço de orientação.

A função de distribuição de orientações é normalmente representada sobre seções de  $\phi_2 = \text{constante}$ , com curvas de nível de isovalor, para ser interpretada pelos ábacos (seções retas do espaço de Euler). A Figura 9 abaixo mostra ábacos para  $\phi_2 = 0^\circ$  e  $\phi_2 = 45^\circ$ .

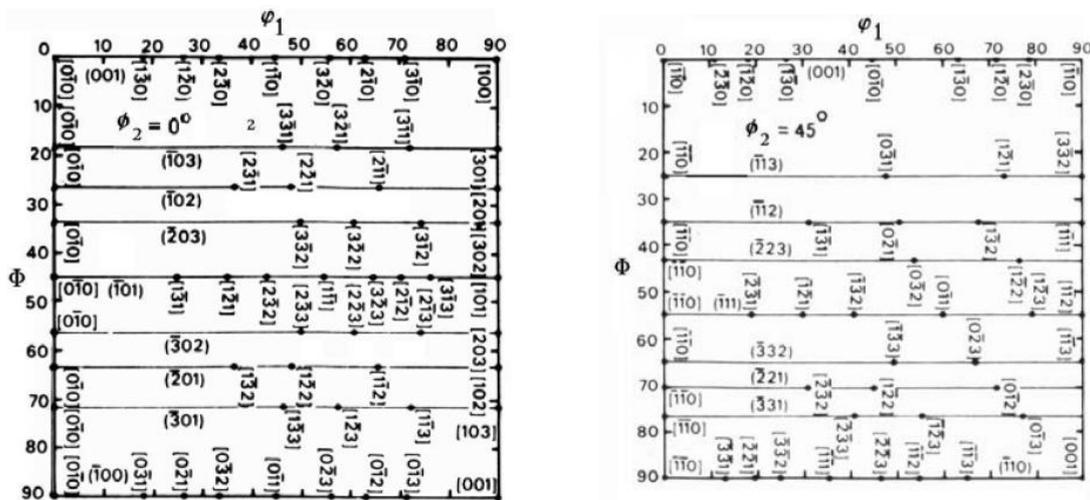


Figura 9 – Ábacos de  $\phi_2 = 0^\circ$  e  $\phi_2 = 45^\circ$  para interpretar as FDOC's em termos de ângulos de Euler e índices (hkl) [uvw] [12].

### 2.2.2 – Determinação da Textura Cristalográfica

A textura pode ser investigada diretamente por meio de difração de raios x, nêutrons ou elétrons. A difração de raios x é de longe a mais utilizada, pois além de permitir análise de um número grande de grãos em amostras com dimensões razoáveis (com áreas da ordem de poucos  $\text{cm}^2$ ), é relativamente rápida e barata.

As primeiras determinações de textura utilizando nêutrons foram realizadas em 1953. Os nêutrons, por serem de 2 a 4 ordens de grandeza mais penetrantes que os raios x e mais ainda que os elétrons permitem a análise de maiores volumes de material. O volume analisado tem cerca de 1 a 5  $\text{cm}^3$ . Se o material apresentar grãos finos a estatística, devido ao elevado número de

grãos, é excelente. Por outro lado, volumes analisados desta ordem permitem a determinação de textura com razoável significado estatístico mesmo em materiais com granulação grosseira. Esta maior penetração do feixe de nêutrons permite também a análise de amostras ou peças com superfície irregular. Em outras palavras, a preparação de amostras é muito mais simples do que no caso dos raios x [13]. As principais desvantagens da difração de nêutrons são a pequena disponibilidade de fontes intensas de nêutrons (necessita-se geralmente de um reator nuclear de pesquisas) e os altos custos envolvidos.

Embora o método de Laue e outros métodos fotográficos que utilizam raios x, os quais podem fazer análises por transmissão ou reflexão e utilizarem radiação branca (método de Laue) ou monocromática, possam ser utilizados para se determinar a orientação de um, de alguns ou de muitos grãos, a técnica do difratômetro é de longe a mais utilizada nos estudos de textura [11].

Com auxílio de um difratômetro e utilizando radiação monocromática, as intensidades dos picos de difração de uma amostra que apresenta textura são comparadas com as intensidades dos respectivos picos de uma amostra sem textura. Pode-se também calculá-las, com excelente precisão, utilizando-se fórmulas e fatores adequados [8]. O difratômetro ou goniômetro de textura necessita de um porta-amostra especial ou diferenciado, no qual a amostra possa sofrer os diferentes movimentos em relação ao feixe incidente de raios x. As amostras devem ser planas e suas superfícies polidas, para retirar a camada deformada por corte ou lixamento. A orientação da amostra com relação ao processamento mecânico, por exemplo, a direção de laminação (DL), a direção normal (DN) e a direção transversal à de laminação (DT), deve ser conhecida. A amostra deve ter tamanho de grão fino. De modo a possibilitar que pelo menos cerca de 5000 grãos sejam "iluminados" pelo feixe de raios x incidente.

### **2.3 – Texturas em Aços Inoxidáveis Duplex**

O comportamento cristalográfico durante a deformação leva a mudança de textura específica tanto em metais CCC quanto em CFC. Ao se analisar um material bifásico, comparando-o com um monofásico, uma segunda fase na

textura e até mesmo os mecanismos de endurecimento deste material pode alterar a textura desses materiais [14].

Materiais CFC apresentam suas componentes principais ao longo de um tubo de orientações (ver figura 10 abaixo) que se estende da orientação  $\{110\}\langle 11-2 \rangle$  até  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$ . Metais e ligas com baixa energia de falha de empilhamento, tendem a esvaziar a região do tubo próxima de  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  enquanto materiais com alta energia de falha de empilhamento, como os aços carbono e o alumínio, fazem o oposto. Energias intermediárias, apresentam um tubo de orientações com intensidade aproximadamente constante. As componentes  $\{110\}\langle 001 \rangle$  (Goss),  $\{110\}\langle 1-12 \rangle$  (Latão),  $\{213\}\langle -3-64 \rangle$  (S) e  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (Cobre) são as orientações presentes ao tubo de orientações CFC[12].

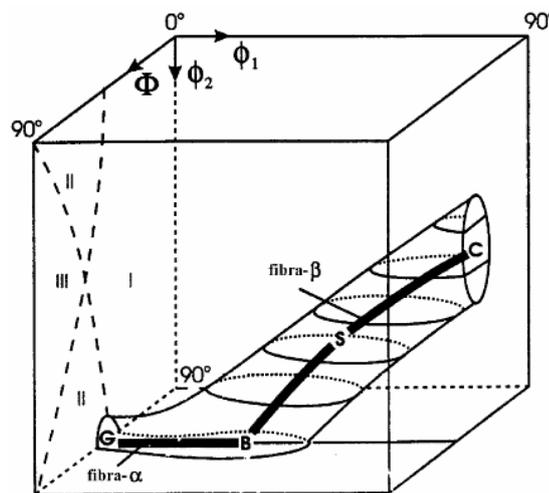


Figura 10 – Tubo do CFC laminado a frio em 3D no espaço de Euler [12].

As texturas de laminação a frio dos materiais CCC se caracterizam por apresentarem suas orientações principais nas fibras  $\{hkl\}\langle 110 \rangle$  e  $\{111\}\langle uvw \rangle$ , conhecidas como fibras DL e DN respectivamente (ver figura 11 abaixo). A orientação  $\{001\}\langle 110 \rangle$  é característica da laminação a frio de aços ferríticos e tende a ser consumida durante a recristalização. A fase ferrítica CCC possui inúmeros sistemas de deslizamento e maior energia de falha de empilhamento enquanto a fase austenítica CFC possui menos sistemas de deslizamento e menor energia de falha de empilhamento [12].

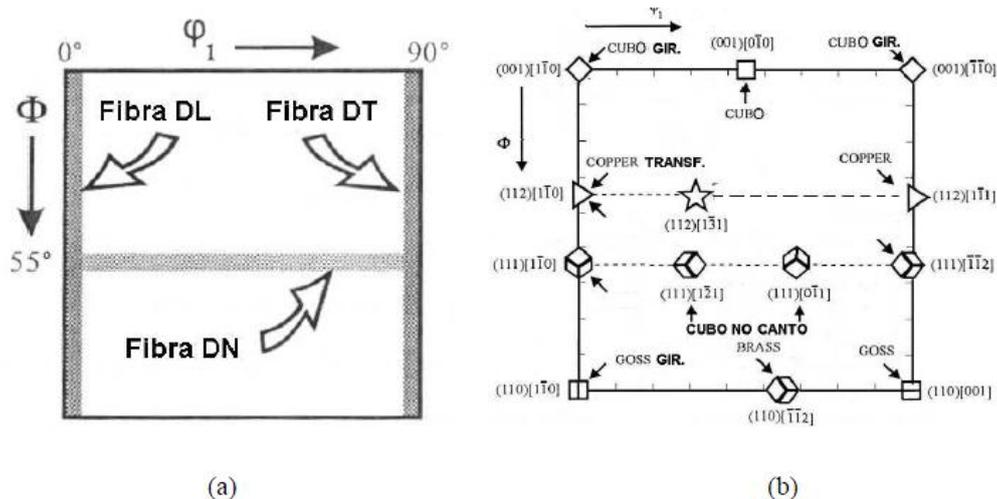


Figura 11 – (a) Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  com as fibras clássicas do sistema cúbico; (b) Seção de  $\varphi_2=45^\circ$  mostrando os nomes de orientações clássicas do sistema cúbico [12].

Para acompanhar melhor a evolução da textura, buscou-se na literatura, FDOC's do mesmo tipo de aço inoxidável duplex (UNS S31803) na condição de como recebido, que são mostrados nas figuras abaixo.

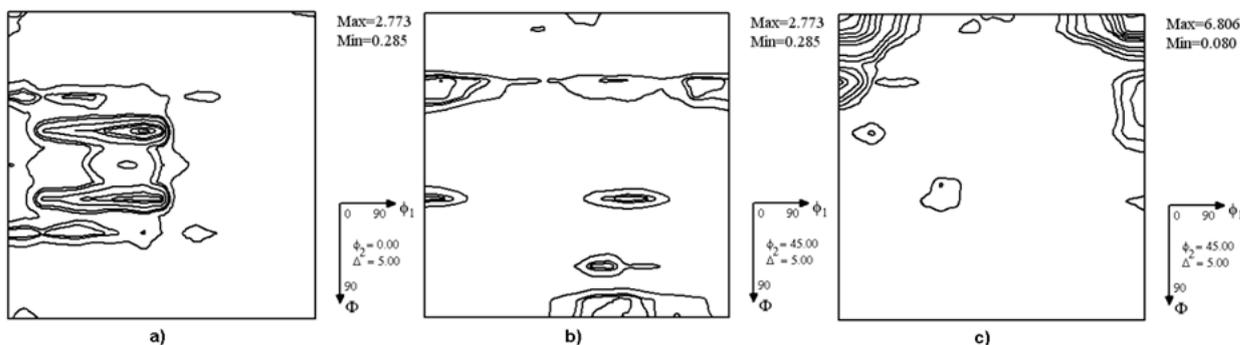


Figura 12 – FDOC's do UNS S31803 como recebido a) seção  $\varphi_2=0^\circ$  para a fase Austenítica; b) seção  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase Austenítica e c) seção  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase Ferrítica [15].

Na fase ferrítica, as principais componentes de textura para o material como recebido encontrado na literatura, são uma componente de textura  $\{001\}\langle 110 \rangle$  com uma intensidade de 6.2 e as componentes  $\{113\}\langle 1-10 \rangle$  e  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (cobre) com intensidades 2.6 e 2.4 respectivamente. A austenita apresenta uma fraca textura tendo como principais componentes  $\{213\}\langle -3-64 \rangle$  (S) e  $\{110\}\langle 1-12 \rangle$  (Latão).

### 3 – Materiais e Métodos

#### 3.1 – Material

O aço utilizado nesse trabalho foi um aço inoxidável duplex UNS S31803 segundo a norma ASTM A 240. Sua composição química está mostrada na tabela 2 abaixo. O material foi recebido em forma de tira laminada a quente com dimensões de 40 mm de largura e 4 mm de espessura.

Tabela 2 – Composição química do aço inoxidável duplex UNS S31803.

Composição Química (% peso)				
C	Ni	Mo	Cr	Cu
0,02	5,08	0,34	23,32	0,30

#### 3.2 – Metodologia

##### 3.2.1 – Processo de Laminação

O aço inoxidável utilizado foi submetido a processos de redução da sua espessura por laminação a frio (temperatura ambiente). As amostras foram laminadas com reduções de 10 e 30% para análise do desenvolvimento da textura de deformação. Essas laminações foram realizadas com a utilização de um laminador piloto disponível no LACAM. Todas as amostras foram laminadas na mesma direção.

##### 3.2.2 – Metalografia

Amostras de 25 mm x 25 mm do material laminado com 10 e 30% de redução e do material como recebido foram embutidas em baquelite, lixadas com lixas de granulometria de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200. Após o lixamento foram polidas em pasta de diamante com granulometria 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ . Foi utilizado o ataque metalográfico *Behara* para a diferenciação das fases ferrita e austenita. Tal ataque trata da dissolução de bifluoreto de potássio e metabissulfito de amônio em solução composta por de ácido clorídrico e de

água destilada e deionizada. As amostras foram mergulhadas no reativo por um período de aproximadamente 15 segundos, e em seguida foram submetidas à água corrente, para interrupção da ação do agressor. Com a superfície seca através da evaporação do álcool etílico, processo agilizado com o auxílio de um jato de ar quente, foi possível a observação das fases presentes utilizando o microscópio óptico.

### **3.2.3 – Análise da Textura**

Das amostras laminadas foram retiradas amostras com dimensões de 15 mm x 25 mm para análise da macrotextura. As amostras foram submetidas a técnica de difração de raios x, através de um goniômetro montado em um difratômetro de raios x da marca PHILIPS, modelo X'PERT PRO. Com essa técnica foram obtidas as figuras de pólo para cada amostra onde a análise da textura foi realizada na superfície da amostra laminada. As amostras foram desbastadas com lixas de granulometria 100, 220, 320, 400 e 600. Após o processo de desbaste das amostras, as mesmas tiveram sua superfície submetida a um ataque químico com uma solução composta de 5% de ácido fluorídrico e 95% de H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> com o objetivo de eliminar as tensões residuais deixadas pelas lixas, pois estas tensões podem influenciar na análise de textura do material.

As FDOC's foram calculadas por meio do programa LABOTEX disponível no laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM). Para a fase ferrítica foi analisada a seção de  $\varphi_2=45^\circ$  e para a fase austenítica foram analisadas as seções de  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$ .

## **4 – Resultados e Discussão**

### **4.1 – Microscopia Óptica**

Após o ataque químico, com o auxílio do microscópio óptico disponível no LACAM, foi possível observar a microestrutura bifásica do material. As

micrografias abaixo se referem respectivamente às superfícies da amostra do aço inoxidável duplex UNS S31803 como recebido, deformada 10% e deformada 30% aumentadas 200X.

Observa-se na figura 13 abaixo, que na micrografia é possível identificar a fase austenita (clara) e a fase ferrítica (escura), e nota-se o formato diferente dos seus grãos que são mais equiaxiais comparando-se aos demais, como era de se esperar, já que não sofreu a deformação a frio.

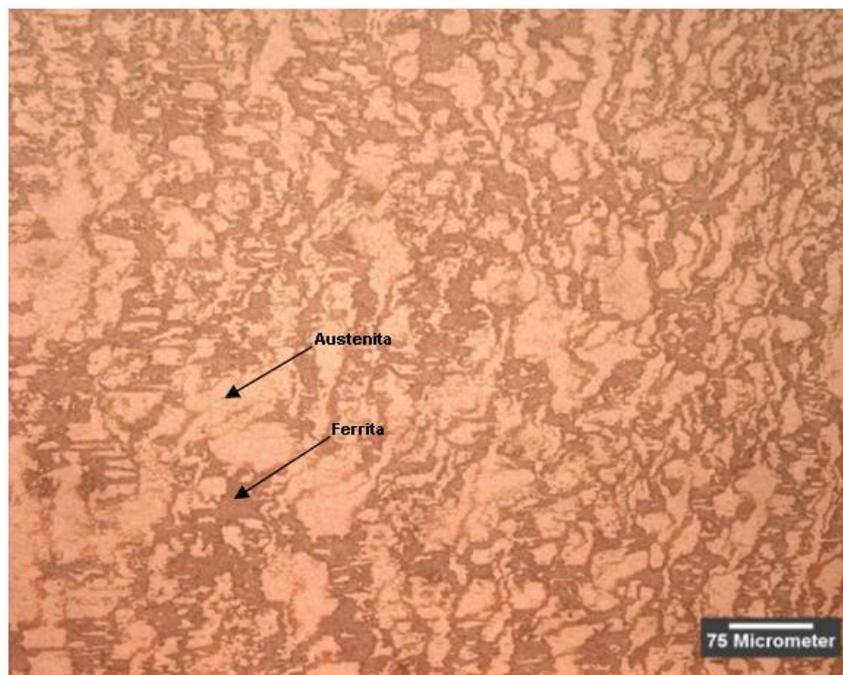


Figura 13 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 como recebido.

Na figura 14 abaixo a direção de laminação é mostrada pela seta na micrografia, e vê-se também que em relação à figura 13 acima, a mesma apresenta seus grãos mais alongados no sentido horizontal.

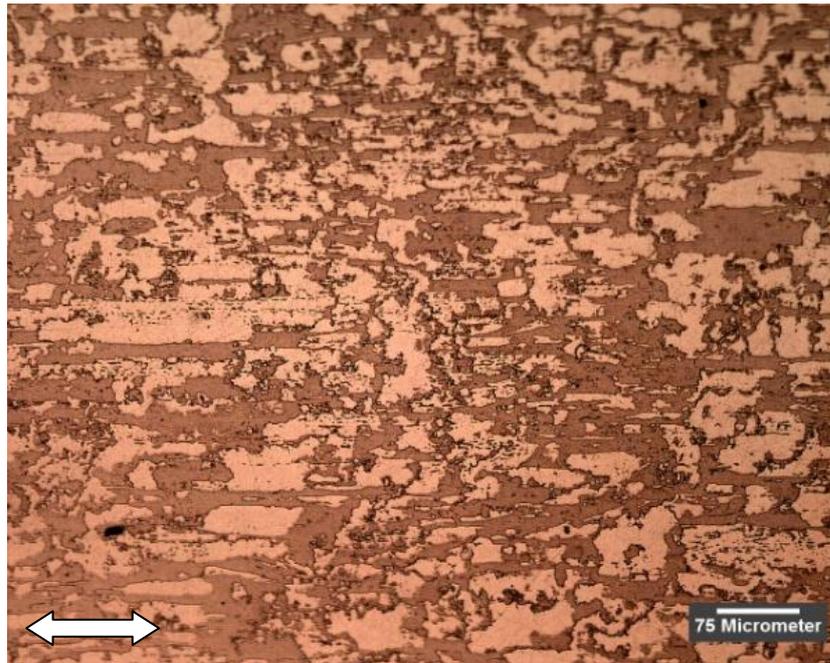


Figura 14 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 deformado 10%.

Na figura 15 abaixo, com 30% de deformação, não nota-se a presença de martensita. Observa-se que os grãos são mais achatados e alongados na direção de laminação, devido à chapa ter sofrido a maior grau de deformação.

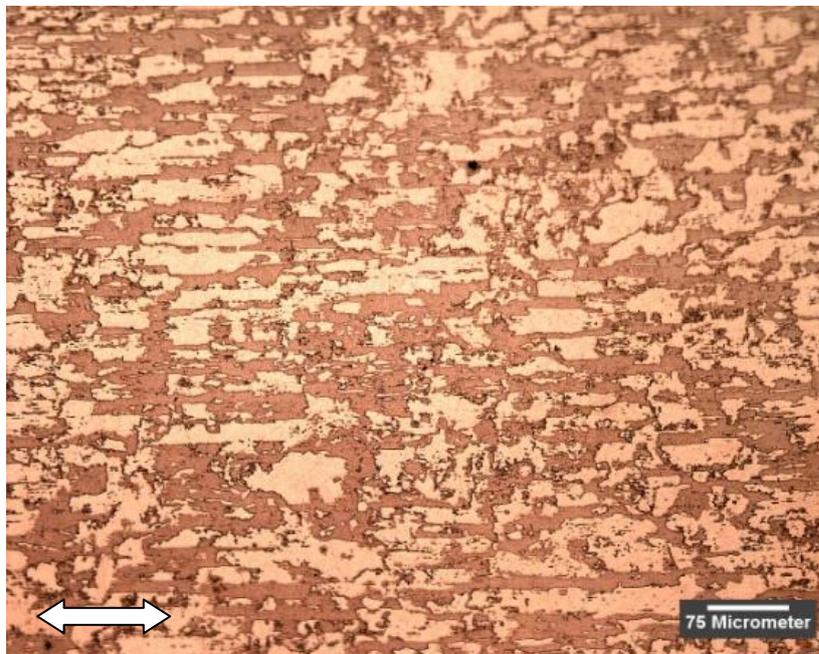


Figura 15 – Micrografia em 200X do aço inoxidável duplex UNS S31803 deformado 30%.

## 4.2 – Influência da Deformação na textura do aço inoxidável duplex

Abaixo as FDOC's (seções de  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$ , notação de Bunge, para a fase austenítica e a seção  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase ferrítica) obtidas nas amostras laminadas a frio com deformações na espessura de 10 e 30%.

### 4.2.1 – Fase Ferrítica

A figura 16 abaixo mostra a seção de  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase ferrítica da amostra laminada a frio com 10% de deformação da sua espessura.

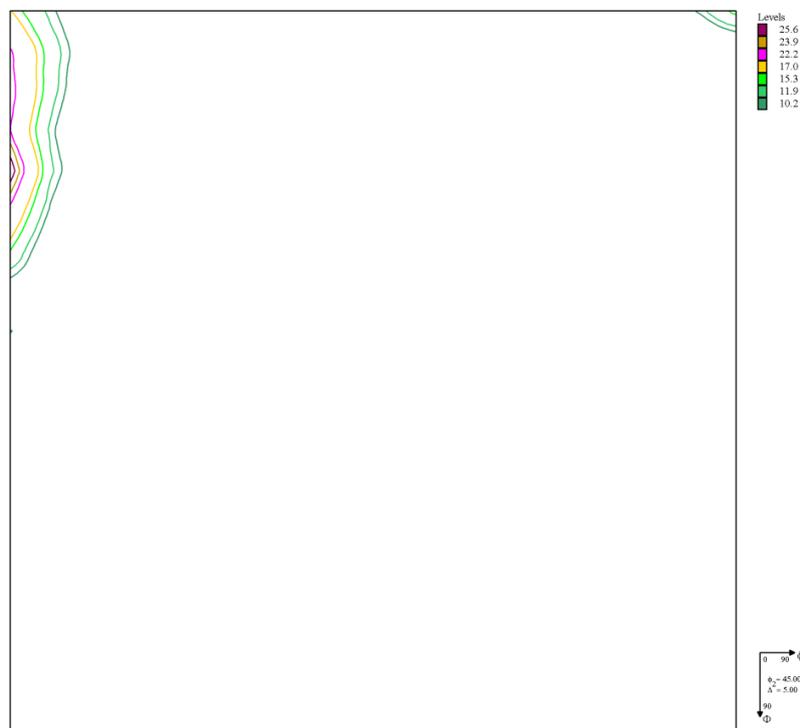


Figura 16 – FDOC da seção  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase Ferrítica deformada 10%.

Destacaram-se com forte intensidade duas componentes na FDOC, a componente  $\{112\}\langle 11-1\rangle$  com intensidade, da ordem de 25,6 e a componente de textura  $\{113\}\langle 1-10\rangle$  com intensidade da ordem de 22,2. Apareceu também a componente característica da laminação a frio,  $\{001\}\langle 110\rangle$  (Cubo Gir.), em menor intensidade com 15,3.

A amostra laminada a frio com deformação de 30% na espessura (figura 17 abaixo) apresentou componentes com intensidades mais baixas.

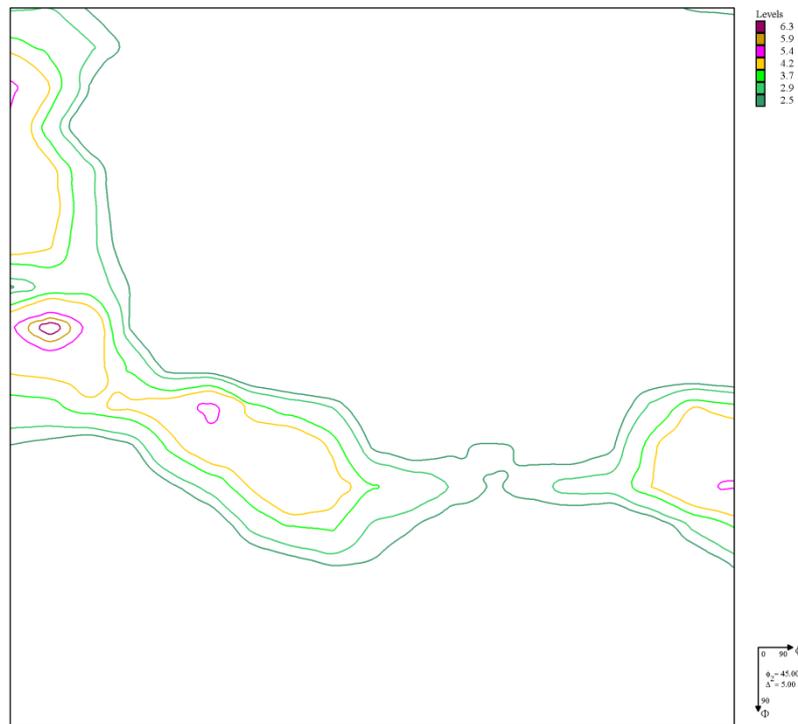


Figura 17 – FDOC da seção  $\phi_2=45^\circ$  para a fase Ferrítica deformada 30%.

As componentes  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  e  $\{113\}\langle 1-10 \rangle$  presentes de forma bastante intensa na amostra laminada a frio com deformação de 10% na sua espessura, tiveram seus valores reduzidos a 6,3 e a 5,4 respectivamente. A componente  $\{001\}\langle 110 \rangle$  (Cubo Gir.) também presente antes, apareceu com apenas 2,5 de intensidade.

As componentes  $\{111\}\langle -1-12 \rangle$  e  $\{111\}\langle 01-1 \rangle$ , antes não presentes, apareceram também com intensidades relativamente fracas, de 5,4 cada.

Observou-se que a textura do duplex laminado, apresenta algumas diferenças na textura da fase ferrítica quando comparado a materiais monofásicos, que pode ser devido à influência de uma segunda fase presente.

Analisando-se a fibra DL, observa-se que as componentes mais intensas encontram-se entre as componentes  $\{001\}\langle 110 \rangle$  e  $\{112\}\langle 110 \rangle$ , com destaque para a componente  $\{112\}\langle 110 \rangle$  em deformações de 10% na espessura, onde encontram-se as maiores intensidades de orientação. A componente característica da laminação a frio apresentou-se com baixas intensidades.

A fibra DN, não foi constante, só aparecendo para deformação de 30% na espessura com baixas intensidades. Nota-se a ausência da componente  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (Cobre), mesmo a estrutura CCC possuindo muitos sistemas de escorregamento, ou seja alta EFE.

#### 4.2.2 – Fase Austenítica

As figuras 18 e 19 abaixo mostram a seção de  $\varphi_2=0^\circ$  e a de  $\varphi_2=45^\circ$  respectivamente para a fase austenítica da amostra laminada a frio com 10% de deformação na sua espessura.

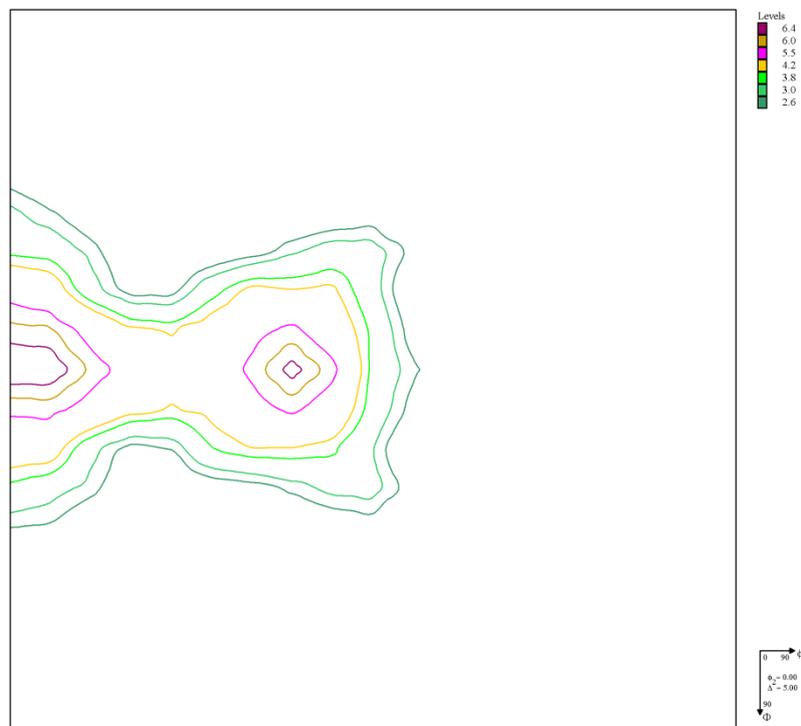


Figura 18 – FDOC da seção  $\varphi_2=0^\circ$  para a fase Austenítica deformada 10%.

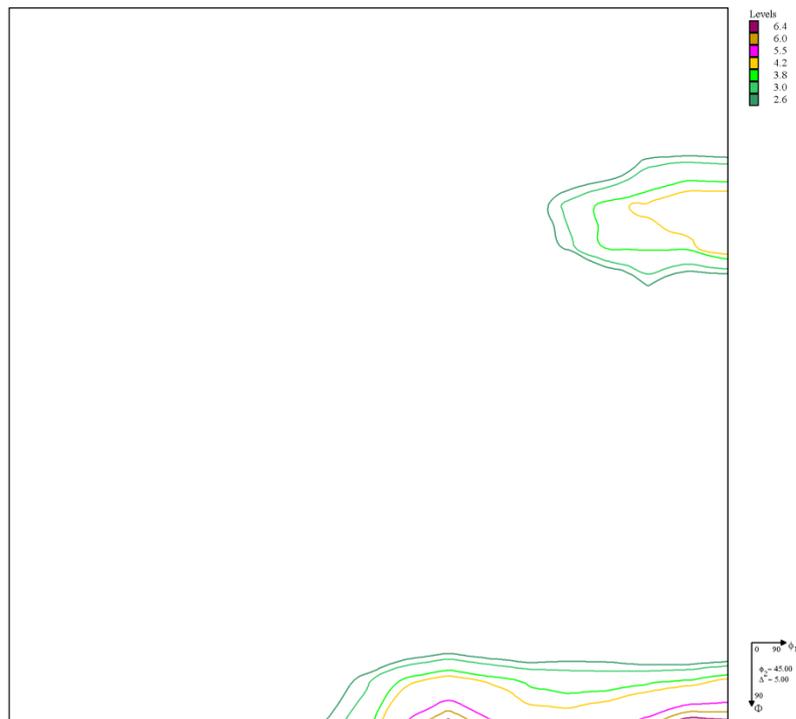


Figura 19 – FDOC da seção  $\varphi_2=45^\circ$  para a fase Austenítica deformada 10%.

Destacaram-se as componentes  $\{213\}\langle -3-64 \rangle$  (S),  $\{110\}\langle 001 \rangle$  (Goss) e  $\{110\}\langle 1-12 \rangle$  (Latão), todas com intensidades aproximada da ordem de 6,4. A componente  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (Cobre) também apareceu com menor intensidade, da ordem de 4,2.

As figuras 20 e 21 abaixo mostram as seções de  $\varphi_2=0^\circ$  e  $\varphi_2=45^\circ$  respectivamente para a fase austenítica da amostra laminada a frio com 30% de deformação na sua espessura. A amostra apresentou as mesmas componentes existente na deformação de 10% na espessura com menores intensidades.

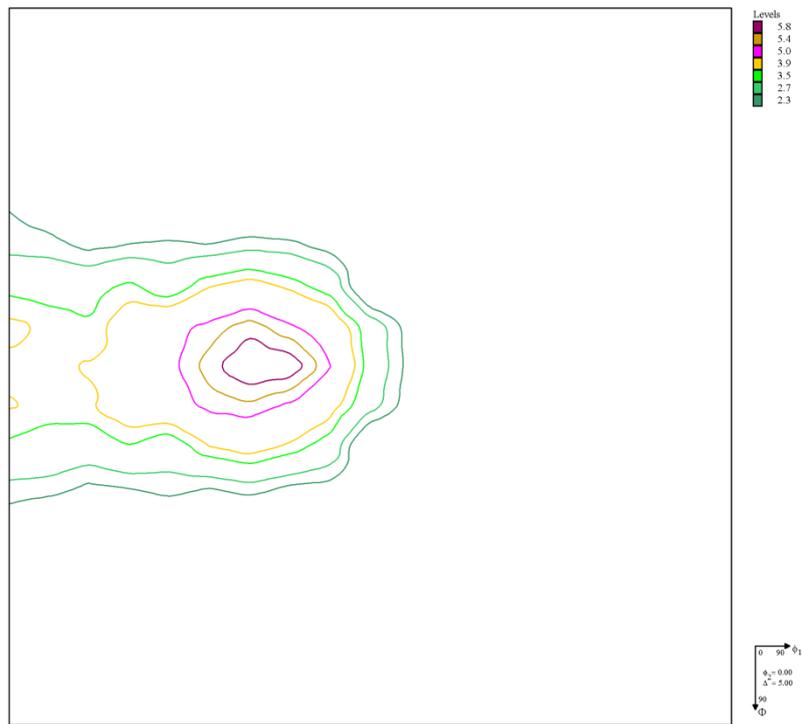


Figura 20 – FDOC da seção  $\phi_2=0^\circ$  para a fase Austenítica deformada 30%.

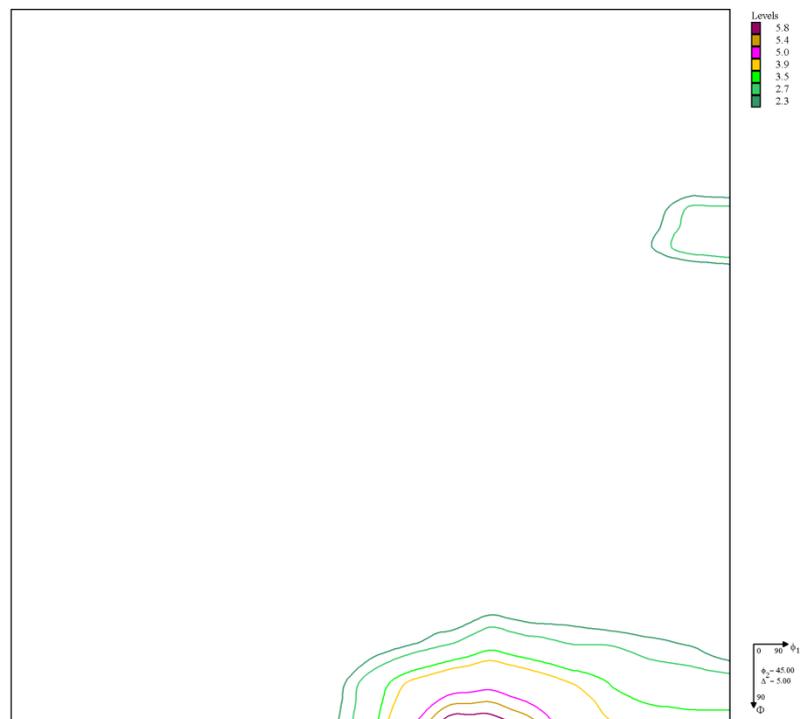


Figura 21 – FDOC da seção  $\phi_2=45^\circ$  para a fase Austenítica deformada 30%.

Após a deformação de 30% as componentes  $\{213\}\langle -3-64 \rangle$  (S),  $\{110\}\langle 001 \rangle$  (Goss) e  $\{110\}\langle 1-12 \rangle$  (Latão), reduziram de intensidade para 5.8, 3.5 e 5.8 respectivamente. A componente  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (Cobre) também apareceu com menor intensidade, da ordem de 2.7.

Observou-se a presença da componente  $\{112\}\langle 11-1 \rangle$  (Cobre) em baixa intensidade, devido a estrutura CFC possuir baixa EFE.

Percebeu-se que a presença de uma segunda fase não afeta tanto o comportamento da textura cristalográfica na austenita do aço inoxidável duplex, pois o seu comportamento é semelhante ao dos materiais monofásicos.

## 5 – Conclusões

Após análise das micrografias e da evolução da textura cristalográfica sob a influência de deformações plásticas da ordem de 10 e 30% no aço inoxidável duplex UNS S31803 as principais conclusões foram que:

- Não houve formação de martensita mesmo após 30% de deformação no material laminado.
- Laminações a frio com deformações da ordem de 10% em sua espessura intensificam mais a orientação cristalográfica das fases do duplex que as deformações com 30% de redução.
- Analisando-se a textura do material deformado 10% em relação ao como recebido (encontrado na literatura), percebe-se um aumento na intensidade de orientações tanto nas componentes da ferrita quanto nas da austenita, sendo que a ferrita apresentou os maiores índices de intensidade. Na ferrita destacam-se as componentes  $\{112\}\langle 1-10 \rangle$  e  $\{113\}\langle 1-10 \rangle$  com maiores intensidades. Na austenita destacam-se as componentes  $\{110\}\langle 1-12 \rangle$  (Latão),  $\{110\}\langle 001 \rangle$  (Goss) e  $\{231\}\langle -3-64 \rangle$  (S).
- Após a deformação de 30% nota-se uma redução na intensidade das duas fases, sendo que a maior redução é na intensidade das componentes da ferrita, com as componentes  $\{112\}\langle 1-10 \rangle$  e  $\{113\}\langle 1-10 \rangle$  que reduzem bastante a sua intensidade. Na austenita as componentes antes existentes apresentam apenas uma pequena redução em suas intensidades.

## 6 – Sugestões para Trabalhos Futuros

- Estudo exploratório da influência da textura cristalográfica na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex.
- Estudar a influência da deformação a frio na textura cristalográfica de um aço inoxidável duplex solubilizado.
- Estudar a relação das propriedades mecânicas com diferentes intensidades de textura cristalográfica no aço inoxidável duplex.

## 7 – Referências Bibliográficas

[1] SOLOMON, H.D., DEVINE, T.M. Duplex stainless steels - a tale of two phases. IN: LULA, R. A. (Ed.) Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'82, ed. ASM, Materials Park, OH, EUA, 1984, p.693-756.

[2] NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. Materials Science and Technology, v. 8, p.685-700, Agosto 1992.

[3] NILSSON, J.-O. Physical metallurgy of duplex stainless steels. In: Proceedings Duplex Stainless Steel 97, 5<sup>th</sup> World Conference, Maastricht, Holanda, p. 73-82. Outubro 1997.

[4] CHARLES, J. Super duplex stainless steels: structure and properties. In: Proc. Conf. Duplex Stainless Steels'91, Les Editions de Physique, Les Ulis Cedex, França, 1991, vol.1, p.3-48.

[5] B. D. CULLITY Elements of x-ray diffraction. Addison-Wesley, pp. 295-321, 2<sup>a</sup> Edição, USA, 1978.

[6] FREITAS, F. N. C., RIBEIRO, J. E. M., ABREU, H. F. G., “Adequabilidade das Condições de Laminação de um Aço Baixo-Carbono à Estampagem Profunda”, In: Congresso Conamet/Jornadas Sam/ Simposio Matéria, pp. 278-281, Bariloche, 2003.

- [7] G. Y. CHIN Metallographic principles: textured structures. In: M. B. BEVER (Ed.), Metals Handbook, vol 8, ASM, pp. 229-232, 8ª edição, 1973.
- [8] CULLITY, B. D., 1967, Elements of X-ray Diffraction, 3a Edição, USA, Addison-Wesley Publishing Company.
- [9] RANDLE, V., ENGLER, O., 2000, Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture & Orientation Mapping. 1 ed. Amsterdam, Gordon and Breach Science Publishers.
- [10] H. J. BUNGE Zur Darstellung allgemeiner Texturen. Zeitschrift fuer Metallkunde, vol. 56, pp. 872-874, 1965.
- [11] PADILHA, A. F., F. SICILIANO JR, Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. 3 ed., ABM, São Paulo, 2005.
- [12] VIANA, C. S. C., PAULA, A. S., 2001 "Textura de Deformação". In: Textura e relações de orientação: deformação plástica, recristalização, crescimento de grão, pp. 23-37, São Paulo
- [13] H-G. BROKMEIER Neutron diffraction texture analysis for industrial applications. Zeitschrift fuer Metallkunde , vol. 85. pp. 598-602, 1994.
- [14] KEICHEL, J., FOCT, J., GOTTSTEIN, G., 2003a, "Deformation and Annealing Behavior of Nitrogen Alloyed Duplex Stainless Steels. Part I: Rolling", ISIJ International, 2003, v. 43, n. 11, pp. 1781-1787.
- [15] SOUZA JUNIOR, C. M, 2008, Influência da Deformação e do Tratamento Térmico na Textura Cristalográfica de um Aço Inoxidável Duplex, Tese de D. Sc., COPPE, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.